

Bearing parts, Heat treatment method of bearing parts and rolling bearing

Publication number: CN1421541

Publication date: 2003-06-04

Inventor: ISAMU OKI (JP)

Applicant: NTN CO LTD (JP)

Classification:






- International: **C21D1/78; C21D9/40; C23C8/32; C23C8/80; F16C33/30; F16C33/62; C21D9/36; C21D1/78; C21D9/40; C23C8/06; C23C8/80; F16C33/30; F16C33/62; C21D9/36; (IPC1-7): C23C8/30; C21D9/36; C21D9/40; F16C19/00**

- European: **C21D1/78; C21D9/40; C23C8/32; C23C8/80; F16C33/30; F16C33/62**

Application number: CN20021054319 20021129

Priority number(s): JP20010364516 20011129;
JP20020194775 20020703;
JP20020194793 20020703;
JP20020194804 20020703;
JP20020194921 20020703

Also published as:

 US2005205163 (A)
 US2003123769 (A)
 KR20030044797 (A)
 DE10254635 (A1)
 CN1304625C (C)

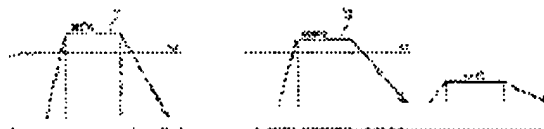
Report a data error here

Abstract not available for CN1421541

Abstract of corresponding document: **DE10254635**

The steel of the component is carbonitrided at a temperature exceeding the A1 transition temperature, then cooled below it. The steel is re-heated to a hardening temperature (T2), no less than the A1 transition temperature, but less than the carbonitriding temperature. The steel is hardened. Preferred

Features: The steel is hardened at a temperature of 790-830 deg C. Steel composition Steel remote from the hardened area contains, all on a wt. % basis: 0.6-1.2 C, 0.15-1.11 Si and 0.3-1.5 Mn. Under 2 wt. % Cr is included. Hydrogen content is below 0.5 ppm. The component includes a carbonitrided layer and austenitic grains exceeding a JIS Grain Size of No. 10. An Independent claim is included for a bearing component with austenitic grains of mean size not exceeding 8 microns.



[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

C23C 8/30

C21D 9/36 C21D 9/40

F16C 19/00



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 02154319.4

[43] 公开日 2003 年 6 月 4 日

[11] 公开号 CN 1421541A

[22] 申请日 2002.11.29 [21] 申请号 02154319.4

[30] 优先权

[32] 2001.11.29 [33] JP [31] 2001-364516

[32] 2002.7.3 [33] JP [31] 2002-194775

[32] 2002.7.3 [33] JP [31] 2002-194793

[32] 2002.7.3 [33] JP [31] 2002-194804

[32] 2002.7.3 [33] JP [31] 2002-194921

[71] 申请人 NTN 株式会社

地址 日本大阪府

[72] 发明人 大木力

[74] 专利代理机构 上海专利商标事务所

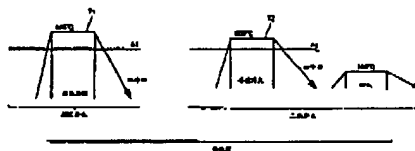
代理人 顾峻峰

权利要求书 2 页 说明书 16 页 附图 7 页

[54] 发明名称 轴承部件、轴承部件的热处理方法
以及滚动轴承

[57] 摘要

本发明公开了一种具有较长抗滚动接触疲劳寿命、良好的抗裂强度以及老化尺寸变化受到限制的轴承部件、该轴承部件的热处理方法以及一种包括所述轴承部件的滚动轴承。用于轴承部件(1、2、3)的钢在超过 A_1 相变温度的碳氮共渗温度(T_1)经过碳氮共渗。钢被再加热到淬火温度(T_2)该温度不低于 A_1 相变温度但低于碳氮共渗温度,而后再进行淬火。



ISSN 1008-4274

1. 一种轴承部件的热处理方法，该方法包括以下步骤：
以超过 A_1 相变温度的碳氮共渗温度(T_1)对用于轴承部件的钢进行碳氮共渗；
使钢冷却到低于 A_1 相变温度的温度；
将钢再加热到淬火温度(T_2)，该温度不低于所述的 A_1 相变温度，但低于所述的碳氮共渗温度；以及
对钢进行淬火。
2. 如权利要求 1 所述轴承部件的热处理方法，其特征在于，所述淬火温度在 790℃ 到 830℃ 的温度范围中。
3. 一种经过如权利要求 2 所述的轴承部件的热处理方法的轴承部件，其特征在于，该轴承部件的奥氏体晶粒的平均晶粒度不大于 8 μm 。
4. 一种滚动轴承，该滚动轴承包括如权利要求 3 所述的轴承部件(1、2、3)。
5. 一种由用于轴承部件的钢形成的轴承部件(1、2、3)，该轴承部件包括一碳氮化层，并且在淬火的微观结构以及淬火和回火的微观结构的任何一个中，其具有的奥氏体晶粒的平均晶粒度不大于 8 μm 。
6. 如权利要求 5 所述的轴承部件，其特征在于，所述用于轴承部件的钢在除碳氮化表面层之外的部分中包括 0.6-1.2%重量的碳、0.15-1.1%重量的硅以及 0.3-1.5%重量的锰。
7. 如权利要求 6 所述的轴承部件，其特征在于，所述用于轴承部件的钢还包括不超过 2.0%重量的铬。
8. 如权利要求 5 所述的轴承部件，其特征在于，所述轴承部件至少为滚动轴承(10)的滚动轴承环(1、2)和滚动元件(3)的其中之一。
9. 一种滚动轴承，该滚动轴承包括根据权利要求 5 的轴承部件。
10. 一种结合在滚动轴承(10)中的轴承部件，该轴承部件包括一碳氮化层，并且其具有的奥氏体晶粒的晶粒度超过 JIS 晶粒度 10 号。
11. 一种滚动轴承(10)，该滚动轴承包括一内环(2)、一外环(1)和多个滚动

元件(3)，所述内环、外环和滚动元件中的至少一件是由如权利要求 10 所述的轴承部件形成的。

12. 一种结合在滚动轴承(10)中的轴承部件(1、2、3)，该轴承部件包括具有碳氮化层的钢，并且其具有的断裂应力不低于 2650MPa。

13. 一种滚动轴承(10)，该滚动轴承包括一内环(2)、一外环(1)和多个滚动元件(3)，所述内环、外环和滚动元件中的至少一件是由如权利要求 12 所述的轴承部件形成的。

14. 一种结合在滚动轴承中的轴承部件，该轴承部件具有一碳氮化层，并且其具有的氢含量不大于 0.5ppm。

15. 如权利要求 14 所述的轴承部件，其特征在于，该轴承部件具有的奥氏体晶粒的晶粒度超过 JIS 晶粒度 10 号。

16. 一种滚动轴承(10)，该滚动轴承包括一内环(2)、一外环(1)和多个滚动元件(3)，所述内环、外环和滚动元件中的至少一构件是由如权利要求 14 所述的轴承部件形成的。

17. 如权利要求 16 所述的滚动轴承，其特征在于，所述构件的奥氏体晶粒的晶粒度超过 JIS 晶粒度 10 号。

轴承部件、轴承部件的热处理方法以及滚动轴承

技术领域

本发明涉及汽车压缩机等中使用的滚动轴承、其中使用的轴承部件及其热处理方法。

技术背景

在一种热处理方法中，作为一种确保轴承部件抗滚动接触疲劳有较长使用寿命的方法，轴承部件的表面层部分可以以氮添加到RX气体的气氛中加热来进行碳氮共渗(例如日本专利公开号8-4774和11-101247)。这种碳氮共渗使表面层部分硬化，并且还会在微观结构中产生残留的奥氏体，由此提高滚动接触疲劳寿命。

然而，由于碳氮共渗涉及扩散，轴承部件需要被长时间保持在高温下，这会使微观结构变粗，从而将很难提高抗裂强度。另外，由于残留奥氏体的增加，会存在老化尺寸变化增加这样一个问题。

可以使用合金钢来确保较长的滚动接触疲劳寿命，提高抗裂强度以及防止尺寸变化的增加。然而，使用合金钢会增加原材料的成本。

随着轴承的使用环境变得越来越恶劣，将来轴承部件必然会被用在与传统情况相比负载更大、温度更高的条件下。为此，需要具有较长的抗滚动接触疲劳寿命、更大抗裂强度及良好尺寸稳定性的轴承部件。

发明内容

本发明的一个目的是提供一种轴承部件、该轴承部件的热处理方法以及包括该轴承部件的滚动轴承，其中的轴承部件具有较长的抗滚动接触疲劳寿命，良好的抗裂强度并且老化尺寸变化的增加可受到限制。

根据本发明的轴承部件的热处理方法包括以下步骤：以超过 A_1 相变温度的碳氮共渗温度对用于轴承部件的钢进行碳氮共渗；使钢冷却到低于 A_1 相变温

度的温度；将钢再加热到淬火温度，该温度不低于所述的 A_1 相变温度，但低于所述碳氮共渗温度；以及对钢进行淬火。

以这种配置，当在碳氮共渗之后将钢被冷却到低于 A_1 相变温度的温度之后进行最终的淬火，从而可以使奥氏体晶粒的大小可以更细小。这样，可以改善摆锤式冲击、断裂韧性、抗裂强度、滚动接触疲劳寿命等。

另外，通过将钢冷却到允许奥氏体进行转换的温度，可以使碳氮共渗时的奥氏体晶界以及最终淬火时的奥氏体晶界相互无关。另外，由于最终淬火的加热温度低于碳氮共渗的温度，因此，受到碳氮共渗影响的表面层部分中的不溶解的碳和氮的量在最终淬火中会比碳氮共渗时有所增加。这样，在用于最终淬火的加热温度处，与在碳氮共渗时相比，未溶解的碳及其它的量的比增加，而奥氏体的量的比减小。此外，从铁碳相图(该相图可以以较高精度来使用，但作为本发明目标的钢还包括除碳以外的其它元素)，在上述沉淀物和奥氏体的共存区域中，溶解在奥氏体中的碳浓度随着淬火温度的降低而减小。

当钢被加热到最终淬火温度时，抑制奥氏体晶粒生长的未溶解的渗碳铁的量增加，这样便可以获得较细小的奥氏体晶粒。此外，由于淬火而从奥氏体向马氏体或贝氏体的转变的结构具有较低的碳浓度，因此，与从较高的、碳氮共渗温度淬火而得的结构相比，它表现出良好的韧性。

文中用于轴承部件的钢是指通常用于形成轴承部件的钢，而轴承部件又经过如普通淬火之类的热处理。

在根据本发明的轴承部件的热处理方法中，用于淬火的再加热温度可以在 790°C 到 830°C 的温度范围中。

以这种配置，为进行淬火对钢进行再加热，以达到可抑制奥氏体晶粒生长的温度，这样奥氏体晶粒的大小可以较小。

根据本发明的轴承部件经过用于上述轴承部件的热处理方法，而奥氏体晶粒的平均晶粒度不大于 $8\mu\text{m}$ 。

以这种平均晶粒度不大于 $8\mu\text{m}$ 的奥氏体晶粒，不仅可以提高滚动接触疲劳寿命，而且还可以改善摆锤式冲击、断裂韧性、抗裂强度等。

根据本发明的轴承部件是由用于轴承部件的钢形成的，并且具有一层碳氮化层。在淬火后获得的微观结构具有奥氏体晶粒的平均晶粒度不大于 $8\mu\text{m}$ 。

以这种配置,可以确保良好的摆锤式冲击、断裂韧性、抗裂强度等,同时还可确保较长的抗滚动接触疲劳寿命。

本发明的用于轴承部件的钢在除碳氮化表面层之外的部分中至少可以包括 0.6-1.2%重量的碳、0.15-1.1%重量的硅以及 0.3-1.5%重量的锰。

以这种配置,如果碳含量超过重量的 1.2%,冷加工性会受到削弱,即使在球化退火之后材料的硬度也会较大。如果进行冷加工,就不可能获得充分的冷加工量,并且因此便不能达到期望所需的机加工精度。在碳氮共渗时还会发生过度渗碳,这可能使抗裂强度降低。另一方面,如果碳含量少于重量的 0.6%,就需要较长时间来确保所需的表面硬度和所需的残留奥氏体量,并且在最终淬火之后也很难获得必要的内部硬度。

硅(Si)也被包含在其中,这是由于硅可使对回火软化的阻力增加,确保耐热性,并且还可以使在混合润滑剂的外界物质情况下的滚动接触疲劳特性得到改善。如果硅的含量少于重量的 0.15%,在混合润滑的外界物质的情况下的滚动接触疲劳特性不会得到改善。如果它超过重量的 1.1%,在正火之后的硬度会变得过高,从而削弱冷加工性。

Mn 可有效地确保碳氮化层和内芯部分的可硬化性。如果 Mn 的含量小于重量的 0.3%,则不能充分地获得可硬化性。另一方面,如果 Mn 的含量超过重量的 1.5%,则可硬化性会变得太强。在这种情况下,在正火之后的硬度会变得过高,从而削弱其冷加工性。另外,奥氏体会太过稳定,从而导致内芯部分中有过量的残留奥氏体,由此使老化尺寸变化速度加快。

不用说,本发明的钢的主要成分还具有 Fe。它还不可避免地包括杂质,如磷(P)、硫(S)、氮(N)、氧(O)、铝(Al)等,每一种元素的量不大于重量的 0.1%。

本发明的钢还包括不超过 2.0%重量的铬。

包含的铬不超过重量的 2.0%会导致铬的碳化物和氮化物在表面层部分中析出,由此提高相关部分的硬度。如果 Cr 的含量超过重量的 2.0%,则冷加工性会显著地降低。即使含量超过重量的 2.0%,提高表面层部分硬度的效果也不会有很大改变。

本发明的轴承部件至少为滚动轴承的滚动轴承环和滚动元件之一。

以这种配置,可以使滚动轴承环和/或滚动元件获得良好的滚动接触疲劳寿

命和抗压特性。

根据本发明的滚动轴承可以包括上述任何一个轴承部件。

以这种配置，可以使滚动轴承获得良好的抗滚动接触疲劳的使用寿命并且具有较大的抗裂强度。

根据本发明的滚动轴承具有一内环、一外环和多个滚动元件。这种滚动轴承，内环、外环和滚动元件中的至少一个构件具有一碳氮化层，而该构件具有的奥氏体晶粒的晶粒度超过 JIS 晶粒度 10 号。

以这种较细的奥氏体晶粒，可以使滚动接触疲劳寿命得到显著提高。如果奥氏体晶粒具有的晶粒度为 10 号或更低，则不能明显地改善滚动接触疲劳寿命。因此，11 号或以上的晶粒度通常是较佳的。虽然，奥氏体晶粒越细越好，但一般很难获得超过 13 号的晶粒度。上述轴承部件的奥氏体晶粒在受到碳氮共渗很大影响的表面层部分以及比表面层部分更内部的部分中几乎具有相同的大小。因此，表面层部分和内部均需要具有上述范围晶粒度号的奥氏体晶粒。

上述滚动轴承的内环、外环和滚动元件中的任一构件均可以由上述轴承部件构成，并且如果该轴承部件具有在上述范围晶粒度号内的奥氏体晶粒，则它的滚动接触疲劳寿命可得到改善。

根据本发明的滚动轴承具有一内环、一外环和多个滚动元件，内环、外环和多个滚动元件中的至少一个构件由具有碳氮化层的钢构成，并且其具有的断裂应力不低于 2650MPa。

发明人还发现，通过以超过 A_1 相变温度的温度对钢进行碳氮共渗，将钢冷却到低于 A_1 相变温度的温度，将钢再加热至不低于 A_1 相变温度的温度并且对钢进行淬火，具有碳氮化层的钢的断裂应力可以等于或大于 2650MPa，而这个水平是传统技术所不能达到的。这样做可以使滚动轴承获得优于普通滚动轴承的断裂应力以及强度。

此外，本发明的轴承部件可结合在滚动轴承中。轴承部件由具有碳氮化层的钢构成，并且它具有的断裂应力不低于 2650MPa。

这样，在上述滚动轴承的情况中，可以获得这样一种轴承部件，该轴承部件的断裂应力和抗裂强度优于传统的轴承部件。

根据本发明的滚动轴承具有一内环、一外环和多个滚动元件。在该滚动轴

承中，内环、外环和滚动元件中的至少一个构件具有一碳氮化层，并且该构件的氢含量不大于 0.5ppm。

以这种配置，可以缓解由于氢导致的钢的脆裂。如果氢含量超过 0.5ppm，抗裂强度将会下降，这将使滚动轴承不能用于会施加重负载的场合。氢含量越小越好。然而，为了将氢含量减至低于 0.3ppm 的水平，必须长时间的加热，这将使奥氏体晶粒变粗，由此会使韧性下降。因此，氢含量在 0.3-0.5ppm 的范围内是最佳的，而氢含量在 0.35-0.45ppm 范围内是更佳的。

上述氢含量是通过仅测量在不低于规定温度的温度从钢中释放出的不可扩散的氢的量而获得的。可扩散的氢的含量是不可测的，其原因在于，如果样品尺寸较小，则可扩散的氢将从样品中释放出，甚至在室温下损失。不可扩散的氢例如可捕获在钢内的一缺陷部分内，并且仅在不低于规定温度的温度下才会从样品中释放出。即使测量仅限于不可扩散的氢，氢含量还是会根据多种测量方法而有相当大的变化。在上述范围中的氢含量最好通过 Leco 的 DH-103 氢分析仪或同类仪器利用热传导率来测量，这些将在下文中进行描述。

上述构件的奥氏体晶粒的晶粒度最好超过 JIS 晶粒度 10 号。

当奥氏体晶粒较细时，滚动接触疲劳寿命显著提高。如果奥氏体晶粒的晶粒度号为 10 号或更小，则高温下的滚动接触疲劳寿命不会有很大提高。虽然，奥氏体晶粒的尺寸越小越好，但获得的晶粒度一般很难超过 13 号。上述轴承部件的奥氏体晶粒在受到碳氮共渗很大影响的表面层部分以及比表面层部分更内部的部分中几乎具有相同的晶粒度。

上述滚动轴承的内环、外环和滚动元件中的任何一构件均可以为上述轴承部件。如果该轴承部件具有的氢含量在上述范围中，则它的抗裂强度将会得到提高。此外，如果它的奥氏体晶粒的晶粒度号落在上述范围内，则滚动接触疲劳寿命也将得到提高。

从下列结合附图对本发明进行的详细描述中将更加显而易见本发明的上述和其它目的、特征、方法以及优点。

附图说明

图 1 为根据本发明一实施例的滚动轴承的截面图。

图2示出了根据本发明一实施例的热处理方法。

图3示出了根据本发明一实施例的热处理方法的一种改进。

图4A和图4B分别示出了本发明的轴承部件和一普通的轴承部件的微观结构，具体地说即奥氏体晶粒。

图5A和图5B分别示出了图4A和图4B中示出的奥氏体晶粒的晶界。

图6示出了用于静态抗压强度测试(用于测量断裂应力)的测试件。

图7A和图7B分别以正视图和侧视图示意性地示出了一种滚动接触疲劳测试装置。

图8示出了一种用于静态断裂韧性测试的测试件。

具体实施方式

以下，将参照这些附图描述本发明的实施例。图1为根据本发明的滚动轴承的截面图。参照图1，滚动轴承10主要包括有一外环1、一内环2和滚动元件3。尽管示出的是一径向轴承，但本发明也可应用于滚珠轴承、圆锥滚柱轴承、滚柱轴承以及滚针轴承。滚动元件3以可滚动的方式由设置在外环1和内环2之间的一个轴承罩支承。

外环1、内环2和滚动元件3中的至少一个构件是由具有碳氮化物层的钢材形成。这种钢材的奥氏体晶粒的平均晶粒度不大于8微米。

外环1、内环2和滚动元件3中的至少一个构件是由具有碳氮化物层的钢材形成。碳氮化物层的钢材除表面层之外的部分包括0.6-1.2%重量的碳、0.15-1.1%重量的硅以及0.3-1.5%重量的锰。在一种规定的情况中，它还包括2%重量或更少的铬。

外环1、内环2和滚动元件3中的至少一个构件是由具有碳氮化物层的钢材形成，并且其表现出的断裂应力不少于2650Mpa。

另外，外环1、内环2和滚动元件3中的至少一个构件由具有碳氮化物层的钢材形成，并且钢的氢含量不大于0.5ppm。

外环1、内环2和滚动元件3中的至少一个构件是由具有碳氮化物层的钢材形成，并且该构件的奥氏体晶粒的晶粒度超过JIS的晶粒度10号。

此外，外环1、内环2和滚动元件3中的至少一个构件由具有碳氮化物层

的钢材形成，其表现出的摆锤式冲击不小于 $6.2\text{J}/\text{cm}^2$ 。

以下，将解释热处理，热处理包括在滚动轴承的外环、内环和滚动元件的至少一个轴承部件上进行碳氮共渗。图2示出了根据本发明的一实施例的热处理方法。图3示出了根据本发明一实施例的热处理方法的一种改进。更具体地说，图2示出了一种热处理模式，其中需进行初次淬火和二次淬火。图3示出了一种热处理模式，其中，材料在淬火中被冷却到低于 A_1 相变温度的一个温度，此后，将材料再加热以完成淬火。在图2和图3中，在过程T1中(加热温度： T_1)，碳和氮可扩散入钢的基质内，而碳可以充分地渗入其中。而后钢被冷却到低于 A_1 相变温度的一个温度。接着，在过程T2中(加热温度： T_2)，钢被再加热到低于过程T1中的温度 T_1 的一个温度，随后进行油淬火。从碳-铁相图中，在碳氮化物层中，过程T2中的加热温度 T_2 落在过共析物区域中，而过共析物的区域与奥氏体和沉淀物(渗碳体、氮化物等)共存的区域相应。

以上述的热处理，与在碳氮共渗之后进行一次淬火的常规淬火的情况相比，可以改善抗裂强度并且减小老化尺寸变化，但同时可对表面层部分进行碳氮共渗。这样，根据上述热处理方法，可以获得这样的奥氏体晶粒，这种奥氏体晶粒微结构的晶粒度是普通晶粒度的一半或更小。进行上述热处理的轴承部件可以表现出较长的滚动接触疲劳寿命，并且它的抗裂强度得到的改善，老化尺寸变化得以减小。

图4A和图4B示出了分别示出的本发明的轴承部件和普通轴承部件的微观结构，或者具体说分别示出的奥氏体晶粒。更具体地说，图4A中示出了应用图2示出的热处理的轴承钢的奥氏体粒晶大小。作为比较，图4B中示出了经过普通热处理的轴承钢的奥氏体晶粒大小。图5A和图5B分别示出了图4A和图4B中示出的奥氏体晶粒的晶界。可以发现，从这些示出奥氏体晶粒的图中，普通的奥氏体晶粒具有的JIS晶粒度为10号，而由本发明的热处理方法可以获得更细的12号。通过截线法测量，图4A中示出的平均晶粒度为5.6微米，这种方法是以一预定长度的线段与晶粒边界相交的次数而获得平均晶粒度的。

实施例

以下，将描述本发明的若干实施例。

实施例1

在本发明的第一实施例中,使用了 JIS SUJ2 材料(其中包括 1.0%重量的碳、0.25%重量的硅、0.4%重量的锰、1.5%重量的铬。表 1 示出的各试样的生产历史记录如下。

表 1

样品	A	B	C	D	E	F	传统碳氮共渗的产品	普通淬火的产 品
二次淬火时的温度(℃)	780 ¹⁾	800	815	830	850	870	-	-
氢含量 (ppm)	-	0.37	0.40	0.38	0.42	0.40	0.72	0.38
晶粒度(JIS)	-	12	11.5	11	10	10	10	10
摆锤式冲击 (J/cm ²)	-	6.65	6.40	6.30	6.20	6.30	5.33	6.70
断裂应力 (MPa)	-	2840	2780	2650	2650	2700	2330	2770
滚动接触疲劳寿命比 (L ₁₀)	-	5.4	4.2	3.5	2.9	2.8	3.1	1

1)由于淬火不充分而不能进行估算。

样品 A-D(本发明的实施例)

每个样品以 850℃ 进行碳氮共渗,并且保持 150 分钟。气氛中的气体为 RX 气体和氮气的混合气体。在图 2 示出的热处理模式中,初次淬火是从 850℃ 的碳氮共渗温度进行的。二次淬火是通过将样品再加热至低于碳氮共渗温度的一个温度而进行,该温度在 780℃ 到 830℃ 温度范围内。用于二次淬火的再加热到 780℃ 的样品 A 从测试主体中去除是由于淬火不充分。

样品 E、F(比较实施例)

以与样品 A-D 相同的历史记录进行碳氮共渗。二次淬火进行的温度是从不低于 850℃ 的碳氮共渗温度的一个温度开始的, 该温度在 850℃ 到 870℃ 的温度范围内。

传统碳氮共渗的产品(比较实施例)

碳氮共渗在 850℃ 时进行。保持时间为 150 分钟。RX 气体和氮气的混合气体用作气氛中的气体。从碳氮共渗温度进行淬火。不进行二次淬火。

普通淬火的产品(比较实施例)

不进行碳氮共渗, 产品被加热至 850℃ 淬火。不进行二次淬火。

对于表 1 中示出的各样品, 进行下列各项测试: (1) 测量氢含量; (2) 测量晶粒度; (3) 摆锤测试; (4) 测量断裂应力; 以及 (5) 滚动接触疲劳测试。测试方法如下。

I. 例 1 中的测试方法

(1) 测量氢含量

使用 Leco 公司的氢分析仪 DH-103 来分析钢中不可扩散的氢含量。不测量可扩散的氢含量。以下是 LECO DH-103 氢分析仪的参数。

分析范围: 0.01-50.00ppm

分析精度: $\pm 0.1\text{ppm}$ 或 $\pm 3\%H$ (其中较大的一个)

分析灵敏度: 0.01ppm

检测方法: 从热传导率

样品重量大小: 10mg 到 35g (最大值: 直径 12mm \times 长度 100mm)

加热炉的温度范围: 50-1100℃

试剂: Anhydron (商品名, 主要成分: 92% 的 $\text{Mg}(\text{ClO}_4)_2$)、Ascarite (商品名, 主要成分: 80% 的 NaOH)

载体气体: 氮气, 纯度为 99.99% 或更高

气体定量 (Gas-dosing) 气体: 氢气, 纯度为 99.99% 或更高

压力: 40 PSI (2.8kgf/cm²)

测量如下进行。由一专用取样器提取并保有的样品被放置到该氢分析仪中。其中可扩散的氢通过氮载体气体而引至一热传导率检测器。在本实施例中, 可扩散的氢含量未经行测量。接着, 将样品取出取样器, 并在一电阻加热炉中

进行加热，以通过氮载体气体将不可扩散的氢导向热传导率检测器。在热传导率检测器中测量热传率，从而可获得不可扩散的氢含量。

(2) 晶粒度的测量

晶粒度是根据由 JIS G 0551 规定的钢的奥氏体晶粒的测试方法测量的。

(3) 摆锤式冲击测试

摆锤式冲击测试是根据由 JIS Z 2242 规定的用于金属材料的摆锤式冲击测量的方法进行的，其中使用的是如 JIS Z 2202 规定的一种 U 形槽口测试件 (JIS 3 号测试件)。

(4) 断裂应力的测量

图 6 示出了静态抗压强度测试(用于测量断裂应力)中使用的一测试件。沿图 6 中的方向 P 向测试件施加负载，以测量使测试件断裂所需的负载。使用如下所示用于计算曲梁的应力的公式，可以将由此获得的断裂负载转化为一应力值。对于本测量可以使用各种形状的测试件，而不仅限于图 6 中示出的一种。

从下列公式(JSME 机械工程手册，A4: 材料强度，A4-40)中可以获得图 6 中的测试件的凸面上的纤维应力 σ_1 和凹面上的纤维应力 σ_2 。

$$\sigma_1 = (N/A) + \{M/(Ap_0)\} [1 + e_1 / \{ \kappa (p_0 + e_1) \}]$$

$$\sigma_2 = (N/A) + \{M/(Ap_0)\} [1 - e_1 / \{ \kappa (p_0 - e_1) \}]$$

$$\kappa = -(1/A) \int_A \{ r / (p_0 + r) \} dA$$

式中，N 表示包括环形测试件的轴线的截面的一轴向力，A 表示截面积， e_1 和 e_2 分别表示外径和内径，而 κ 表示曲梁的截面模数。

(5) 滚动接触疲劳测试

表 2 中示出了滚动接触疲劳测试的测试条件。图 7A 和图 7B 分别以正视图和侧视图示出了滚动接触疲劳测试装置。在图 7A 和图 7B 中，滚动接触疲劳测试件 21 由驱动辊 11 驱动，并且与滚珠 13 接触滚动。3/4 英寸的滚珠 13 由导向辊导向，并且在测试件 21 上施加较大的接触压力滚动。

表 2

测试件	Φ 12×L22 环形测试件
测试件的数量	10
成对的钢质滚珠	3/4 英寸(19.05mm)
接触压力	5.88Gpa
加载速率	46240cpm
润滑油	Turbine VG68, 强制润滑

II. 例 1 的测试结果

(1) 氢含量

仅经过碳氮共渗的传统的碳氮化的产品呈现出 0.72ppm 极高的氢含量。可以认为其原因是包括在用于碳氮共渗的气氛中的氨(NH₃)分解并渗透入钢内所致。通过比较, 样品 B-D 的氢含量下降到一半左右, 即 0.37-0.40ppm, 该含量与普通淬火产品的水平相同。

由于溶解的氢引起的钢的脆裂可以通过氢含量的减少而得以缓解。也就是说, 随着氢含量的减少, 本实施例的样品 B-D 可表现出显著改善的摆锤式冲击。

(2) 晶粒度

在二次淬火的温度低于碳氮共渗(也就是一次淬火)时的温度的情况中, 即在样品 B-D 的情况中, 可以获得可与 JIS 晶粒度 11-12 号相比的极细的奥氏体晶粒。样品 E 和 F、传统碳氮化的产品以及普通淬火产品的奥氏体晶粒为 JIS 晶粒度 10 号, 这比本例的样品 B-D 的粗。以根据上述实施例的热处理, 在碳氮化层和内部中的奥氏体晶粒都可以做得更细, 它们可以获得几乎相互相同的晶粒度。在另一例中也可以发现这种趋势。

(3) 摆锤式冲击测试

从表 1 可以看出, 传统碳氮化的产品的摆锤式冲击为 5.33J/cm², 而本例的样品 B-D 表现出的较高的摆锤式冲击值为 6.30-6.65J/cm²。在它们中, 那些在较低温度经过二次淬火的趋向于表现出较高的摆锤式冲击值。普通淬火的产品表现出的较高的摆锤式冲击值为 6.70J/cm²。

(4) 断裂应力的测量

断裂应力与抗裂强度相应。从表 1 可以看出, 传统碳氮化产品表现出的断

裂应力为 2330Mpa。通过比较, 样品 B-F 的断裂应力值被改进到 2650 到 2840Mpa。普通淬火产品表现出的断裂应力为 2770Mpa, 该水平与样品 B-F 的相同。样品 B-F 的抗裂强度的这种改善显然应归因于奥氏体晶粒大小的减小以及氢含量的降低。

(5) 滚动接触疲劳测试

从表 1 中可以看出, 普通淬火产品具有最低的滚动接触疲劳寿命 L_{10} , 其原因在于, 其表面层部分未经碳氮共渗。传统的碳氮化产品具有的滚动接触疲劳寿命是普通淬火产品的 3.1 倍。与传统碳氮化产品相比, 样品 B-F 中从低于碳氮共渗的温度的一个温度经过二次淬火的样品 B-D 的滚动接触疲劳寿命得到了进一步的改进。属于本发明并考虑到氢含量的样品 E 和 F 的滚动接触疲劳寿命均与传统碳氮化产品的相等或更短。

总之, 本例的样品 B-F 具有的氢含量减小, 而摆锤式冲击和抗裂强度得到改善。然而, 滚动接触疲劳寿命仅在样品 B-D 中得到了额外的延长, 而样品 B-D 具有可与 JIS 晶粒度 11 号或以上相比的较细的奥氏体晶粒。因此, 在本例的样品 B-F 中, 样品 B-D 落在本发明的较佳的范围中, 以本发明的较佳范围, 二次淬火的温度降低到碳氮温度之下, 从而使晶粒度进一步减小。

例 2

以下, 将解释第二例。在下面要介绍的材料 A、B 和 C 上进行了一系列测试。作为要经热处理的材料, 通常采用 JIS SUJ2 用于 A-C 材料(其中包括 1.0% 重量的碳、0.25% 重量的硅、0.4% 重量的锰、1.5% 重量的铬)。其生产的历史记录如下。

A 材料(比较例): 只经过普通的淬火(未伴随碳氮共渗)。

B 材料(比较例): 在碳氮共渗之后经过淬火处理(传统的碳氮共渗及淬火)。碳氮共渗的温度为 845℃, 保持时间为 150 分钟。用于碳氮共渗的气氛中的气体为 RX 气体和氨气的混合气体。

C 材料(本发明的例子): 应用了图 2 中示出的热处理模式的轴承钢。在 845℃ 时进行碳氮共渗并保持 150 分钟。RX 气体和氨气的混合气体被用作碳氮共渗的气氛。用于最终淬火的温度(T_2)为 800℃。

(1) 滚动接触疲劳寿命

用于滚动接触疲劳寿命测试的测试条件和测试装置如上所述，并如表 2、图 7A 和图 7B 所示。表 3 示出测试结果。

表 3

材料	寿命(加载循环的数量)		L_{10} 的比
	$L_{10}(\times 10^4 \text{ 倍})$	$L_{10}(\times 10^4 \text{ 倍})$	
A	8017	18648	1.0
B	24656	33974	3.1
C	43244	69031	5.4

从表 3 中可以看出，作为比较例的 B 材料具有 L_{10} 寿命(直到 10 个测试件中有一个发生断裂的寿命)，该寿命是另以仅经过普通淬火的比较例的 A 材料的 3.1 倍。可以看出碳氮共渗有利地延长了使用寿命。通过比较，本例的 C 材料具有的较长寿命，是 B 材料的 1.74 倍，并且是 A 材料的 5.4 倍。这种改善主要被认为是由于其较细的微观结构。

(2) 摆锤式冲击测试

摆锤式冲击测试是根据上述 JIS Z 2242 中所规定的方法使用一种 U 形槽口测试件进行的。表 4 中示出了测试结果。

表 4

材料	摆锤式冲击(J/cm ²)	冲击比
A	6.7	1.0
B	5.3	0.8
C	6.7	1.0

尽管经过碳氮共渗的 B 材料(比较例)的摆锤式冲击低于经过普通淬火的 A 材料(比较例)，但 C 材料表出的摆锤式冲击可与 A 材料相比。

(3) 静态断裂韧性测试

图 8 示出了一种用于静态断裂韧性测试的测试件。该测试件的槽口部分预

先开裂约 1mm 的长度, 通过弯曲的 3 点施加静压负载以获得断裂负载 P。断裂韧性(K_{Ic} 值)是通过下列公式(I)计算的。表 5 中示出的测试结果。

$$K_{Ic} = (PL\sqrt{a}/BW^2)\{5.8 - 9.2(a/W) + 43.6(a/W)^2 - 75.3(a/W)^3 + 77.5(a/W)^4\} \quad \dots(I)$$

表 5

材料	测试件的数量	$K_{Ic}(MPa\sqrt{m})$	K_{Ic} 的比
A	3	16.3	1.0
B	3	16.1	1.0
C	3	18.9	1.2

由于作为比较例的 A 材料和 B 材料的预先开裂的深度超过了碳氮化层的深度, 因此它们表现出类似的断裂韧性。然而, 本发明例子的 C 材料表现出的值大约是那些比较例的 1.2 倍。

(4) 静态抗压强度测试(断裂应力的测量)

图 6 示出的测试件被用于静态抗压强度测试。负载沿图 6 中的 P 方向施加。表 6 中示出了测试结果。

表 6

材料	测试件的数量	静态抗压强度(kgf)	静态抗压强度的比
A	3	4200	1.00
B	3	3500	0.84
C	3	4300	1.03

经过碳氮共渗的 B 材料表现出的值稍低于 A 材料。本发明例子的 C 材料具有的静态抗压强度优于 B 材料, 并可以与 A 材料的强度相比。

(5) 老化尺寸变化

将材料在 130℃ 时保持 500 分钟, 以测量老化尺寸变化。表 7 除示出了测得的结果之外, 还示出了表面硬度和残留的奥氏体量(在 0.1mm 的深度中)。

表 7

材料	测试件的数 量	表面硬度 (HRC)	残留的 γ 量 (%)	尺寸变化 ($\times 10^{-5}$)	尺寸变化的 比 ^{*)}
A	3	62.5	9.0	18	1.0
B	3	63.6	28.0	35	1.9
C	3	60.0	11.3	22	1.2

*) 越小越好

从表 7 中可以发现, 与含有大量残留奥氏体的 B 材料相比, 本发明例子的 C 材料具有显著得到抑制的尺寸变化。

(6) 在与润滑剂混合的外界物质之下的疲劳寿命测试

使用了滚珠轴承 6206 来估算在与润滑剂混合的外界物质条件下的滚动接触疲劳寿命, 其中, 普通的外界物质以规定的量混合。表 8 中示出了测试条件, 而表 9 中示出了测试结果。

表 8

负载	Fr=6.86kN
接触压力	Pmax=3.2Gpa
转动速度	2000rpm
润滑剂	Turbine 56, 浸沾供给型润滑剂
外界物质含量	0.4g/1000cc
外界物质	颗粒大小: 100-180 μ m 硬度: Hv800

表 9

材料	L_{10} 寿命(h)	L_{10} 的比
A	20.0	1.0
B	50.2	2.5
C	45.8	2.3

经过传统碳氮共渗的 B 材料具有的 L_{10} 寿命约为 A 材料的 2.5 倍。本发明例子的 C 材料具有的 L_{10} 寿命约为 A 材料的 2.3 倍。虽然，本发明例子的 C 材料包括的残留奥氏体的量比较例的 B 材料少，但它具有的较长寿命与通过渗氮且其中具有更细的微观结构的 B 材料大致相等。

从上述结果可以发现，由本发明的热处理方法生产的轴承部件，即本发明例子的 C 材料，同时可以满足三个要求：较长的抗接触疲劳寿命、改善的抗裂强度以及较小的老化尺寸变化，而这些是很难由传统的碳氮共渗实现的。

尽管详细描述并说明了本发明，但显然可以理解的是，这些仅是起到说明和示例的作用，而不起到限制的用作，本发明的精神和范围将仅由所附的权利要求书来限制。

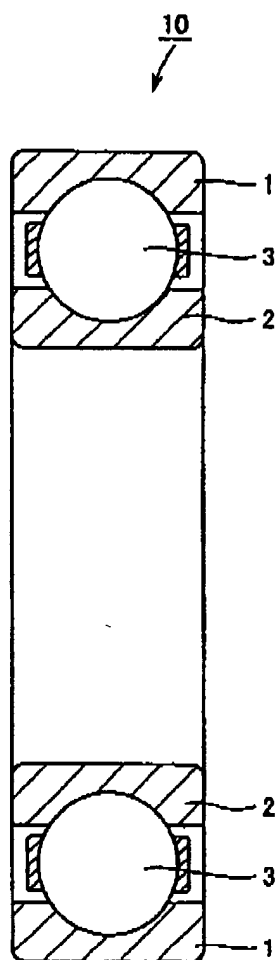


图 1

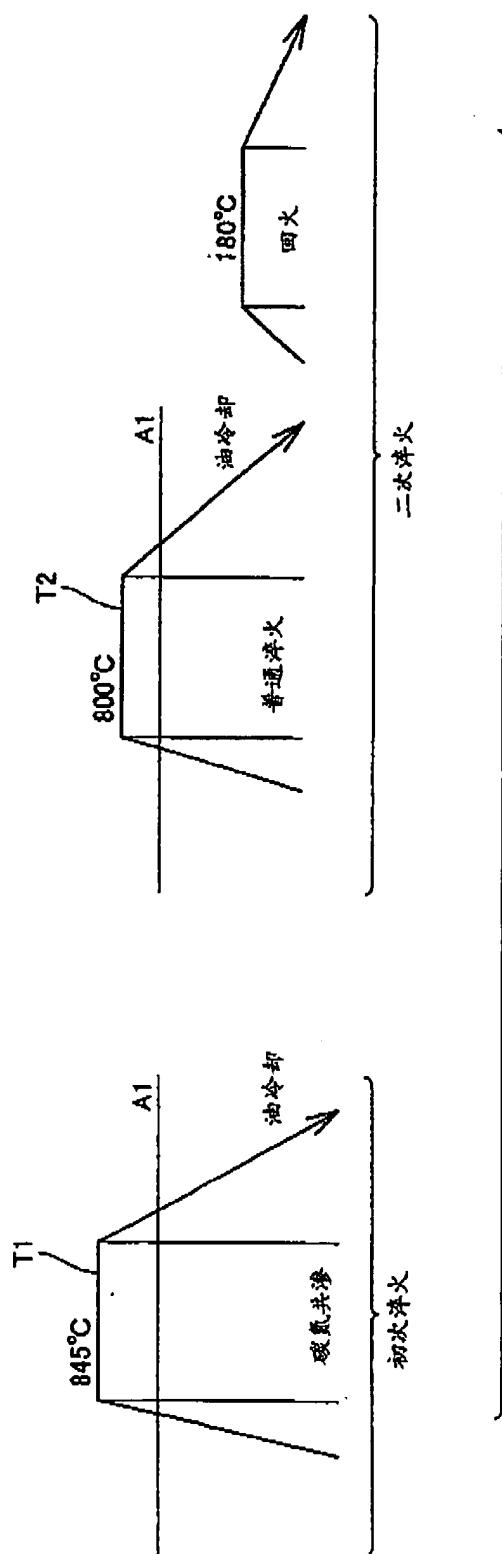


图 2

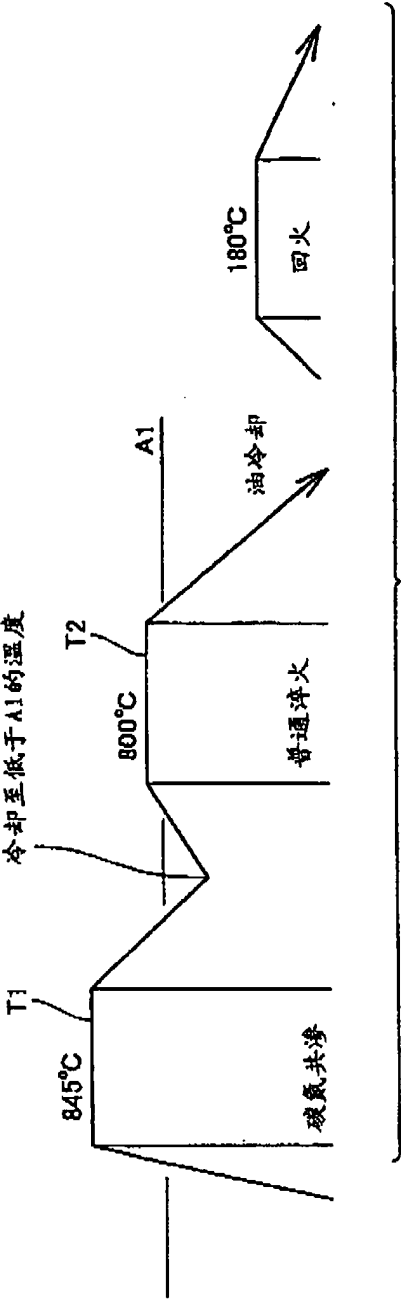


图 3

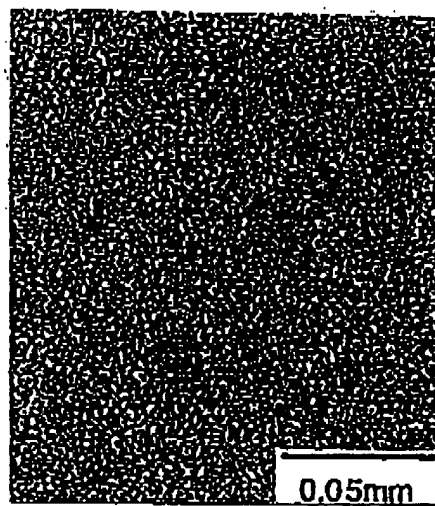


图 4A

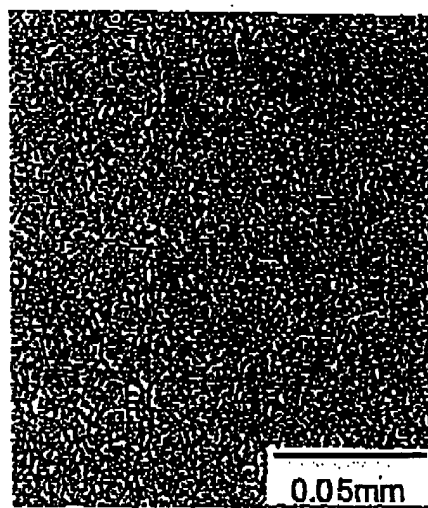


图 4B

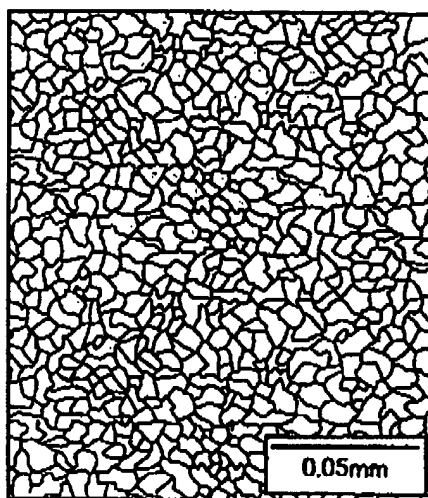


图 5A

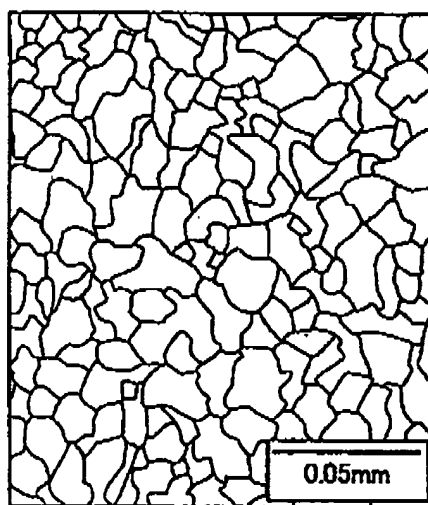


图 5B

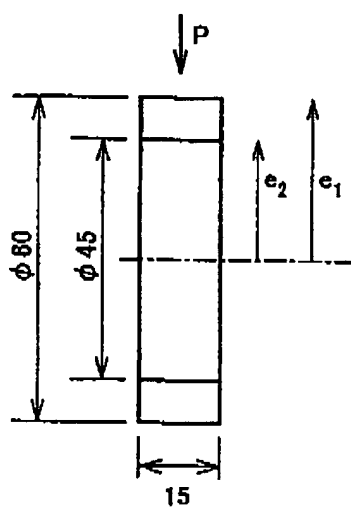


图 6

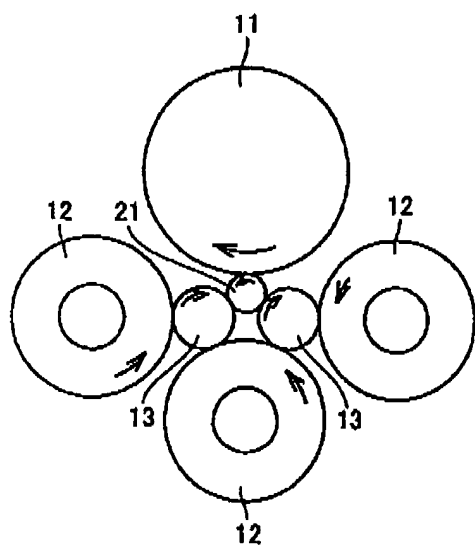


图 7A

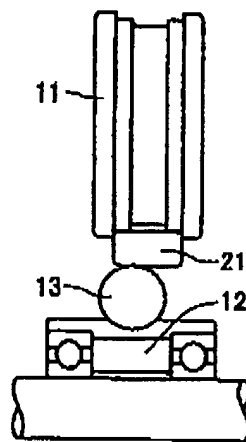


图 7B

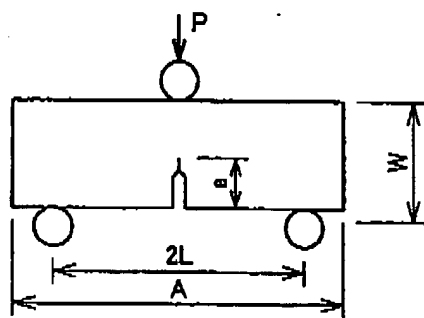


图 8